

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 04-337024

(43)Date of publication of application : 25.11.1992

(51)Int.Cl.

C21D 6/00

C22C 38/00

C22C 38/00

C22C 38/40

(21)Application number : 03-135985

(71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 10.05.1991

(72)Inventor : MURAI NOBUHIRO

(54) PRODUCTION OF BEARING STEEL

(57)Abstract:

PURPOSE: To obtain a bearing steel having superior rolling fatigue life in a relatively high temp. region by subjecting a steel having a composition containing specific weight percentages of components to heat treatment under specific conditions.

CONSTITUTION: A steel which has a composition containing 0.1-0.7% C, ≤2.0% Si, 1.0-17.0% Cr, and ≤5.0% Ni or further containing one or more kinds among ≤5.0% Mo, 0.01-1.0% Nb, and 0.01-1.0% V is subjected to preliminary carburizing, by which the carbon content in the surface layer is regulated to a range exceeding the eutectoid point and lower than the Acm transformation point. Subsequently, the surface layer is formed into a structure composed essentially of pearlite or bainite by means of air cooling and spheroidizing annealing is applied to the above to form the surface layer part into a [ferrite + spheroidal cementite] structure. Subsequently, carburizing treatment is made at 750-1000°C, by which the carbon content in the surface is regulated to a range not lower than the Acm transformation point. Successively, the steel is subjected to hardening treatment from 900-750°C and further to tempering treatment.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2000 Japan Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平4-337024

(43) 公開日 平成4年(1992)11月25日

(51) Int.Cl. ⁵	識別記号	弁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 6/00	K	9269-4K		
C 2 2 C 38/00	3 0 1 H	7217-4K		
	3 0 2 H	7217-4K		
38/40				

審査請求 未請求 請求項の数4(全 7 頁)

(21) 出願番号 特願平3-135985
 (22) 出願日 平成3年(1991)5月10日

(71) 出願人 000002118
 住友金属工業株式会社
 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
 (72) 発明者 村井 暢宏
 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
 住友金属工業株式会社内
 (74) 代理人 弁理士 今井 毅

(54) 【発明の名称】 軸受鋼の製造方法

(57) 【要約】

【目的】 従来材に比べ大幅に改善された転動疲労強度を有し、300℃程度までの比較的高い温度域においても優れた転動疲労寿命を示す軸受鋼を提供する。

【構成】 C:0.1~0.7%, Si:2.0%以下, Cr:1.0~17.0%, Ni:5.0%以下を含むか、或いは更にMo:5.0%以下, Nb:0.01~1.0%, V:0.01~1.0%の1種以上をも含む鋼を、事前浸炭して表層の炭素量を〔共析点を超えA_{cm}変態点未満〕の範囲に調整した後空冷して該表層をパーライト又はベイナイト主体の組織とし、続いてこれに球状化焼鈍を施して表層部を〔フェライト+球状化セメンタイト〕組織と成した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理して表面の炭素量をA_{cm}変態点以上に調整し、引き続いて900~750℃より焼入れ処理してから焼戻し処理を施す。

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量割合にて

C:0.1~0.7%, Si:2.0%以下, Cr:1.0~17.0%, Ni:5.0%以下

を含み、残部がFe及び不可避免の不純物から成る鋼を、事前浸炭して表層の炭素量を〔共析点を越えAcm変態点未満〕の範囲に調整した後空冷して該表層をパーライト又はベイナイト主体の組織とし、続いてこれに球状化焼鈍を施して表層部を〔フェライト+球状化セメントイト〕組織と成した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理して表面の炭素量をAcm変態点以上に調整し、引き続いて900~750℃より焼入れ処理してから焼戻し処理を施すことを特徴とする、常温から300℃の温度域においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼の製造方法。

【請求項2】 重量割合にて

C:0.1~0.7%, Si:2.0%以下, Cr:1.0~17.0%,

Ni:5.0%以下, Mo:5.0%以下

を含み、残部がFe及び不可避免の不純物から成る鋼を、事前浸炭して表層の炭素量を〔共析点を越えAcm変態点未満〕の範囲に調整した後空冷して該表層をパーライト又はベイナイト主体の組織とし、続いてこれに球状化焼鈍を施して表層部を〔フェライト+球状化セメントイト〕組織と成した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理して表面の炭素量をAcm変態点以上に調整し、引き続いて900~750℃より焼入れ処理してから焼戻し処理を施すことを特徴とする、常温から300℃の温度域においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼の製造方法。

【請求項3】 重量割合にて

C:0.1~0.7%, Si:2.0%以下, Cr:1.0~17.0%, Ni:5.0%以下

を含有すると共に、更に

Nb:0.01~1.0%, V:0.01~1.0%

の1種又は2種をも含み、残部がFe及び不可避免の不純物から成る鋼を、事前浸炭して表層の炭素量を〔共析点を越えAcm変態点未満〕の範囲に調整した後空冷して該表層をパーライト又はベイナイト主体の組織とし、続いてこれに球状化焼鈍を施して表層部を〔フェライト+球状化セメントイト〕組織と成した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理して表面の炭素量をAcm変態点以上に調整し、引き続いて900~750℃より焼入れ処理してから焼戻し処理を施すことを特徴とする、常温から300℃の温度域においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼の製造方法。

【請求項4】 重量割合にて

C:0.1~0.7%, Si:2.0%以下, Cr:1.0~17.0%,

Ni:5.0%以下, Mo:5.0%以下

2

を含有すると共に、更に

Nb:0.01~1.0%, V:0.01~1.0%

の1種又は2種をも含み、残部がFe及び不可避免の不純物から成る鋼を、事前浸炭して表層の炭素量を〔共析点を越えAcm変態点未満〕の範囲に調整した後空冷して該表層をパーライト又はベイナイト主体の組織とし、続いてこれに球状化焼鈍を施して表層部を〔フェライト+球状化セメントイト〕組織と成した後、750~1000℃の温度域で浸炭処理して表面の炭素量をAcm変態点以上に調整し、引き続いて900~750℃より焼入れ処理してから焼戻し処理を施すことを特徴とする、常温から300℃の温度域においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】この発明は、常温ではもとより、300℃という比較的高い温度までの領域においても優れた転動疲労強度を示す軸受用鋼の製造方法に関する。

【0002】

【従来技術とその課題】近年、例えば自動車産業の分野での燃費向上施策等に見られるように、各種機械・設備における使用部品の軽量化要請が高まっているが、特に動力伝達部品の場合には、軽量化に伴って部品が負担する応力は相応に大きくなるので軽量化と同時に材料の高強度化も必要となる。

【0003】ところで、動力伝達系に使用される軸受については、上記のような小型化に伴った高強度化が必要であることは勿論であるが、特にエンジン周辺部に使用されるものでは同時にエンジンの高速回転による潤滑油の温度上昇(120~300℃)にも十分耐え得るだけの強度、即ち耐熱性を有していることも重要な要件となる。

【0004】ここで、軸受材料に必要な強度とは「玉又はころとレースとの間の繰り返しころがり接触による表面剥離に対する強度(以降“転動疲労強度”と称する)」のことであり、これが軸受の寿命を左右する。従って、自動車等の動力伝達部に使用される軸受のうち、特にエンジン周辺部で使用されるものについては、120~300℃の温度においても高い転動疲労寿命を発揮することが必要となる。

【0005】このような軸受用の材料として、従来からJISに規定されたSUJ2鋼の焼入れ・焼戻し材が最も頻繁に使用されてきたが、それでもこの材料では前述した120~300℃程度の温間での耐熱性は十分と言えなかった。つまり、SUJ2鋼製の軸受では、120~300℃の温間に長時間曝されると表面は焼戻し作用を受けて軟化し、転動疲労寿命の大幅な低下が生じた訳である。

【0006】このようなSUJ2鋼の欠点を補うには、材料表面を軟化抵抗の高い金属組織とするか、或いは表

面硬度を上昇させる必要があり、そのためこれまで鋼組成や表面処理方法に様々な工夫が試みられ、多くの提案もなされてきた。その代表的なものとして、例えば

a) S U J 2 鋼のSi量を増すことによって焼戻し軟化抵抗を増加させ、これにより転動疲労寿命の向上を図る提案(特開平1-255650号)、

b) 高Cr低・中炭素鋼を浸炭し、表層部に炭化物を分散析出させることによって表面硬度を上昇させ、これにより転動疲労寿命の向上を図る提案(特開平2-107755号)、等を挙げることができる。

【0007】しかしながら、前記提案a)の場合は、Si量の増加のみでは軟化抵抗の向上に限界があり、高Si量としても使用温度が200℃以上になると急激に硬度が低下するため、200℃以上における転動疲労寿命の向上は期待できなかった。

【0008】また、前記提案b)の場合は、炭化物の析出による表面硬度の上昇や軟化抵抗の向上が期待できるので温間での硬さ低下は提案a)の場合に比べて小さいが、それでも転動疲労寿命の向上効果が十分とは言えず、300℃程度までの温間における転動疲労寿命の目立った改善を達成することはできなかった。これは、提案b)の手法で炭化物の分散析出が図られた材料は、炭化物の析出形態が転動疲労寿命の向上に十分適合していないことによるものと考えられる。

【0009】このようなことから、本発明が目的としたのは、従来材に比べて大幅に改善された転動疲労強度を有し、120～300℃の比較的高い温度域においても優れた転動疲労寿命を示す軸受鋼を提供することであった。

【0010】

【課題を解決するための手段】そこで、本発明者等は上記目的を達成すべく、特に浸炭により表層部に炭化物を分散析出させた軸受鋼の表面硬度や軟化抵抗の向上効果に着目しつつ、120～300℃程度の比較的高い温度下での転動疲労寿命の更に安定した向上策を求めて鋭意研究を重ねた。

【0011】ところで、浸炭により鋼の表層部に炭化物を効果的に析出・分散させるためには、原則として、浸炭前の組織の中に炭化物析出浸炭時の析出サイトとなるべき核を予め分散させておく必要があるという基礎的な事実がある。つまり、前組織の中に前記核の分散が無ければ、浸炭時における炭化物の析出は優先的にオーステナイト粒界で起きることとなる。このようなオーステナイト粒界への炭化物の析出が起きると、機械構造部品として必要な靱性が大幅に劣化することは言うまでもない。従って、120～300℃の温度域においても高い転動疲労寿命を確保するには、オーステナイト粒界への炭化物析出を極力阻止し、オーステナイト粒内に炭化物を析出させることが必要であり、このためには浸炭の前組織に炭化物の析出サイトとなる核を分散させておくこ

とが必要な訳である。

【0012】そこで、本発明者等はこのような観点から種々の調査を行った結果、次のような事実を見出したのである。

(a) 浸炭によって炭化物を析出させる際、析出サイトとして最も有効に働く核は“浸炭時に析出する炭化物の結晶構造と同じもの”であり、核としてこのようなものを選ぶことが重要である。例えば、浸炭時に析出する炭化物がM₃C型の場合には、前組織にM₃C型の炭化物を予め分散しておけば、浸炭にて粒内に均一に炭化物を析出させることが可能となる。

【0013】(b)ところで、前記析出核は炭化物析出浸炭の際にマトリックス中へ溶解してはならない。浸炭中に核(炭化物)がマトリックス中へ溶解すると、浸炭による炭化物の析出は粒界において優先的に生じることとなる。このため、炭化物析出浸炭は、核がマトリックスに完全に溶解しない“温度-時間バランス”で行う必要がある。

【0014】(c) 前記条件に沿う炭化物析出浸炭の前組織としては、球状化焼鈍組織を挙げることができる。即ち、該組織の球状化した炭化物は炭化物析出浸炭の際に不溶で安定な炭化物の析出核として有効に作用し、同一結晶構造の炭化物の析出を促す。そして、中、低炭素鋼においてこの球状化焼鈍組織を実現するには、該鋼を事前浸炭し表面を高炭素化してから球状化処理する手法が効果的である。

【0015】(d) 従って、中、低炭素軸受鋼を事前浸炭して表層部を高炭素のパーライト或いはベイナイト主体の組織とした後、これに球状化焼鈍を施して〔フェライト+球状化炭化物〕組織とし、この後に炭化物析出浸炭を実施すると、事前浸炭部の球状化炭化物を核にして鋼表面の結晶粒内に炭化物が微細に分散析出され、鋼の表面硬度と焼鈍軟化抵抗が著しく上昇して120～300℃の使用温度においても優れた転動疲労寿命を示すようになる。

【0016】本発明は、上記知見事項等を基にして完成されたものであり、

「C:0.1～0.7% (以降、成分割合を表わす%は重量%とする)、

Si:2.0%以下、 Cr:1.0～17.0%, Ni:5.0%以下

を含むか、或いは更に

Mo:5.0%以下、 Nb:0.01～1.0%, V:0.01～1.0%

の1種又は2種を含み、残部がFe及び不可避免の不純物から成る鋼を、事前浸炭して表層の炭素量を〔共析点を超えAcm変態点未満〕の範囲に調整した後空冷して該表層をパーライト又はベイナイト主体の組織とし、続いてこれに球状化焼鈍を施して表層部を〔フェライト+球状化セメントライト〕組織と成した後、750～1000℃

5

の温度域で浸炭処理して表面の炭素量をAcm変態点以上に調整し、引き続いて900~750℃より焼入れ処理してから焼戻し処理を施すことにより、常温から300℃の温度域においても優れた転動疲労強度を示す軸受鋼を工業的に安定して提供し得るようにした点に大きな特徴を有している。

【0017】なお、上記本発明法においては、球状化焼鈍後の炭化物析出浸炭の前に機械加工（冷間鍛造加工等）を施しても良い。球状化焼鈍後の組織は〔フェライト+球状化セメントライト〕組織となっているので加工性10に優れており、従って、形状を整えるのが非常に容易だからである。

【0018】次に、本発明において適用鋼の化学成分組成及びその処理条件を前記の如くに限定した理由を説明する。

A) 鋼の化学成分組成

C

Cには鋼の硬度を確保する作用があるが、その含有量が0.1%未満であると芯部の強度不足を招いて軸受鋼としての性能を確保できなくなる。一方、0.7%を超えてC20を含有させると材料芯部の靱性を大幅に損ね、やはり軸受鋼としての所望性能を確保できなくなる。特に、本発明は炭化物析出により鋼の表面を強化する表面硬化手段を取り入れたものであるが、表面硬化を行う場合には硬化により著しく低下した表面の靱性を芯部の靱性で補う必要があるため芯部に十分な靱性を確保することが非常に重要であり、それ故、C含有量の上限には十分に注意しなければならない。従って、C含有量は0.1~0.%と定めた。

【0019】Si

Siは基地組織のマルテンサイトに固溶してマルテンサイトを強硬化する作用があり、これを通じて転動疲労強度を向上させる効果をもたらす。しかし、一方では、炭化物析出浸炭の際に炭化物を析出させにくくする作用もあり、2.0%を超えてSiを含有させると炭化物が析出しなくなる恐れがある。従って、Si含有量は2.0%以下と定めた。

【0020】Cr

Crは炭化物析出元素であり、炭化物析出浸炭の際の析出反応を促進する作用があるが、その含有量が1.0%未満では炭化物析出反応の促進作用が不十分で、浸炭処理中に核である球状化炭化物も凝集粗大化してしまい、転動疲労強度向上に寄与する炭化物分散組織を得ることができない。一方、17.0%を超えてCrを含有量させても上記作用による効果が飽和してしまって経済的な不利を招くようになる。従って、Cr含有量は1.0~17.0%と定めた。

【0021】Ni

Niも、Siと同様、基地組織のマルテンサイトに固溶してこれを強硬化する作用を有しており、この作用を通じて40

6

転動疲労強度を向上させる効果を発揮するが、一方で、炭化物析出浸炭の際に炭化物を析出させにくくする作用もある。特に、Ni含有量が5.0%を超えると炭化物の析出が不十分となることから、Ni含有量は5.0%以下と定めた。

【0022】Mo

Moは、Ni及びSiと同様、基地組織であるマルテンサイトに固溶して強硬化させる作用のほか、Crほどではないが浸炭地の炭化物析出反応を促進させる作用をも有していることから必要により含有せしめられるが、5.0%を超えて含有させても基地強硬化による転動疲労の向上効果が飽和してしまうので、Mo含有量は5.0%以下と定めた。

【0023】Nb及びV

Nb並びにVには何れも浸炭中にCと結合してMC型の特殊炭化物となり、Fe、Crの炭化物と共に分散析出して転動疲労寿命を向上させる作用があるので、必要により1種又は2種が添加されるが、何れも含有量が0.01%未満であると上記作用による所望の効果が得られず、一方、1.0%を超えて含有させても転動疲労寿命の向上効果が飽和してしまう。従って、Nb及びVの含有量は、それぞれ0.01~1.0%と定めた。

【0024】B) 前処理（事前浸炭、球状化焼鈍処理等）

炭化物析出浸炭によって球状化炭化物を微細分散させるためには、炭化物の析出核の存在する前組織が必要である。そして、事前浸炭は鋼の表層部を高炭素化させて析出核を形成する下地を作るために欠かせない処理である。

【0025】事前浸炭によって鋼表層のC量を共析点を超える値に調整する理由は、炭化物析出浸炭中であっても析出核を安定に残しておくことにあり、共析点以下のC量では炭化物析出浸炭中に析出核が消失してしまって炭化物の微細分散析出が困難になる。一方、該事前浸炭によって増加する鋼表層のC量をAcm変態点未満に抑える理由は、この処理中に炭化物を析出させないことにある。即ち、析出核として好適な炭化物の析出は次プロセスである球状化焼鈍で行われるため、この事前浸炭処理においてはその準備として表面の固溶C量を高くしておくことが重要だからである。

【0026】事前浸炭後の空冷は、浸炭部をパーライト或いはベイナイトを主体とする組織とし、次プロセスである球状化焼鈍にて結晶粒内に炭化物を均一に分散させるために必要である。なお、この場合の冷却速度は特に制限されるものではない。

【0027】球状化焼鈍処理は、上述したように、炭化物析出浸炭の際に析出核となる好適な炭化物が均一分散した組織、即ち〔フェライト+球状化セメントライト〕組織を得るために実施される。なお、球状化焼鈍には恒温保持法と徐冷法とがあるが、何れによって得られる炭化

物も析出核としての作用は変わらないので、その処理法を格別に指定する必要はない。

【0028】ところで、特開昭55-69252号公報には、鋼の浸炭処理に際して、事前浸炭を行い、引き続く冷却によって表層部をベイナイト、パーライト或いはマルテンサイト組織を作り、ベイナイト、パーライト中の炭化物、或いは昇温中にマルテンサイトの中から生成する炭化物を炭化物析出浸炭の際の析出核として利用しようとの提案が記載されている。しかしながら、前組織をパーライトにした場合には、パーライト中の炭化物はフレーク状であるので炭化物析出浸炭過程で十分に球状化された炭化物が析出しない。また、前組織をベイナイト、マルテンサイトにした場合には、硬度が高くなるので前組織での加工が困難となり、何れも軸受鋼の製造手段としては好ましくない。

【0029】C) 炭化物析出浸炭処理

炭化物析出浸炭処理は、先立つ球状化焼鈍で生成された炭化物を核にして更なる炭化物を球状微細に析出させ、鋼表面部の硬度や軟化抵抗を増大させて転動疲労寿命を向上させるために施される。なお、上述のように転動疲労寿命の向上のためには表面硬度を上昇させることが必要であり、このためには炭化物の分散析出に加えマトリックスをC量が A_{cm} 変態点以上の高炭素マルテンサイトにする必要がある。そして、高炭素マルテンサイトを得るためにはC固溶度が大きいオーステナイト領域で浸炭する必要がある。しかし、浸炭温度が750℃未満ではオーステナイト領域での浸炭が不可能となる。一方、1000℃を超える温度域で浸炭すると炭化物析出の核となる球状化焼鈍炭化物が消失するので、浸炭によって供給される炭化物はオーステナイト粒界に粗大化して析出することとなり、転動疲労寿命強度を劣化させる。従って、浸炭処理温度は750～1000℃と定めた。

【0030】浸炭処理の方法としては固体法、塩浴法、ガス法、イオン法があるが、何れの方法によっても本発明の目的を達成できるので特に指定する必要はない。ま

た、浸炭時間については、製品によって必要な炭化物分散層の濃度が変わるのでそれに応じて適正な時間を選ぶ必要がある。

【0031】D) 焼入れ処理

焼入れ処理は、マトリックスを高炭素マルテンサイトに変態させ、炭化物析出層及び芯部の硬度を上昇させるために実施される。ここで、焼入れによって高炭素マルテンサイトを得ようとする一般には高温相のオーステナイトがマトリックスの中に残留しがちである。これを残留オーステナイトと言うが、多量に残留すれば軸受駆動中の軸受の寸法安定性が劣化し、騒音や焼付の問題が生じる。そして、焼入れ温度が高くなるほど残留オーステナイトに多量に残留する。特に、900℃を超える温度域から焼入れを行うと急激に残留オーステナイトが増加し、軸受の寸法安定性を損なうようになる。一方、マトリックスを高炭素マルテンサイトにするためにはオーステナイト域から焼入れる必要があるが、焼入れ温度が750℃未満であるとオーステナイト域からの焼入れが不可能となる。従って、焼入れ温度は900～750℃と定めた。

【0032】E) 焼戻し処理

焼戻しは、焼入れによって生成した高炭素マルテンサイトに靱性を付与するため施される。この場合、焼戻し温度は特に限定されるものではないが、軸受の使用温度よりも50～100℃高い温度で行うことが望ましい。

【0033】続いて、本発明の効果を実施例によって更に具体的に説明する。

【実施例】表1に示す如き成分組成の鋼を真空溶製し、得られた铸塊を熱間鍛造して各々直径70mmの丸棒材を製作した。次に、各丸棒材から機械加工により直径60mm、厚さ7mmの円盤状試験片を作成し、表2に示す条件の熱処理を施した。

【0034】

【表1】

試 験 例	化 学 成 分 (質量%)										Fe及び不純物
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	B	V	
A	0.40	0.25	0.43	0.008	0.003	3.5	0.03	0.01	0.001	0.001	残
B	0.31	0.24	0.42	0.009	0.004	3.4	0.02	0.01	0.001	0.001	残
C	0.31	0.26	0.44	0.008	0.004	5.9	0.03	0.01	0.001	0.001	残
D	0.22	0.27	0.45	0.008	0.003	5.5	2.01	0.01	0.001	0.001	残
E	0.21	1.01	0.43	0.009	0.005	5.8	0.03	0.01	0.001	0.001	残
F	0.22	0.23	0.43	0.008	0.005	3.4	0.02	2.10	0.001	0.001	残
G	0.22	0.24	0.43	0.007	0.004	3.5	0.03	0.01	0.052	0.001	残
H	0.21	0.26	0.45	0.008	0.004	3.6	0.02	0.01	0.001	0.210	残
I	0.22	0.24	0.44	0.008	0.005	3.6	0.02	2.10	0.065	0.350	残
J	0.21	1.02	0.46	0.008	0.004	12.1	0.03	0.01	0.001	0.001	残
K	0.31	1.03	0.44	0.010	0.005	15.3	0.03	0.01	0.002	0.001	残
L	0.22	1.01	0.46	0.009	0.005	12.1	4.60	0.01	0.001	0.001	残
M	0.22	≒2.33	0.43	0.008	0.003	3.4	0.03	0.01	0.001	0.001	残
N	0.21	0.26	0.44	0.008	0.003	3.4	≒5.50	0.01	0.001	0.001	残
O	0.23	0.24	0.43	0.009	0.004	≒20.0	0.02	0.01	0.001	0.001	残
P	0.23	0.28	0.46	0.008	0.006	3.8	0.03	≒5.30	0.001	0.001	残
Q	0.22	0.26	0.45	0.007	0.005	3.6	0.03	8.01	≒1.150	0.001	残
R	0.21	0.27	0.43	0.009	0.003	3.4	0.03	0.01	0.001	≒1.06	残
S	0.21	0.26	0.68	0.009	0.003	2.63	0.01	0.01	0.001	0.001	残
T	≒1.31	1.68	0.78	0.009	0.003	1.13	0.01	8.25	0.001	0.001	残
U	≒0.98	0.26	0.43	0.008	0.003	1.38	0.01	0.01	0.001	0.001	残

(注) *印は、本発明で規定する条件から外れていることを示す。

【0035】

【表2】

試験 番号	供 試 鋼	処 理 条 件	250℃での軸受 疲労寿命 (L ₅₀) (hr)
本 発 明 例	1	A	8.9×10^5
	2	B	6.5×10^5
	3	C	9.0×10^5
	4	D	9.6×10^5
	5	E	6.6×10^5
	6	F	7.7×10^5
	7	G	9.0×10^5
	8	H	9.3×10^5
	9	I	9.7×10^5
	10	J	2.1×10^6
	11	K	3.1×10^6
	12	L	3.1×10^6
比 較 例	13	*M	5.3×10^5
	14	*N	9.2×10^5
	15	*O	2.9×10^6
	16	*P	9.1×10^5
	17	*Q	8.8×10^5
	18	*R	9.0×10^5
従 来 例	19	S	5.4×10^5
	20	*T	3.2×10^6
	21	*U	6.8×10^6

(注) *印は、本発明で規定する条件から外れていることを示す。

【0036】次いで、上記熱処理を施した各試験片の表面を鏡面研磨した後、各々について軸受疲労試験（ラスト式）を行った。なお、試験条件は
接触応力：560kgf/mm²，
油温：250℃，
鋼球：3/8" 適正仕上軸受鋼
に設定した。

【0037】これらの結果（L₅₀寿命）を表2に併せて示す。表2に示される結果からも明らかなように、本発明で規定する条件に従って製造された鋼材では、250℃という温間での軸受疲労寿命が何れも従来品に比べ顕著に向上していることが確認できる。これは、炭化物析出浸炭に先立ち、事前浸炭によりC量調整を行った素地から球状化焼鈍により炭化物が微細分散した前組織を形

成しておくと、炭化物析出浸炭処理によって生じる炭化物がより球状となって均一微細に分散することとなつて、温間での軸受疲労寿命の大幅な改善につながったものと考えられる。

【0038】

【効果の総括】以上に説明した如く、本発明によれば、従来の軸受鋼に指摘された「120～300℃の使用温度で軸受疲労寿命が低下する」と言う問題を解決し、常温から300℃の比較的高い温度までの広い使用温度域で優れた軸受疲労寿命を示す軸受鋼を工業的に安定提供することが可能となり、自動車におけるエンジン周辺部等の高い温度で使用される軸受の性能を一段と向上させ得るなど、産業上有用な効果がもたらされる。